

# Experimente zur Klärung des Bindungsmechanismus beim Kaltpreßschweißen

Ruge, Jürgen  
Krause, Eckardt

Veröffentlicht in:  
Abhandlungen der Braunschweigischen  
Wissenschaftlichen Gesellschaft Band 25, 1975,  
S.77-92



Verlag Erich Goltze KG, Göttingen

# Experimente zur Klärung des Bindungsmechanismus beim Kaltpreßschweißen

Von Jürgen Ruge und Eckardt Krause

## 1. Einleitung

Werden gleichartige oder ungleichartige metallische Werkstoffe gemeinsam bei Raumtemperatur plastisch verformt, so kann es zu örtlichen Verschweißungen kommen. Dieser Effekt läßt sich beim Kaltpreßschweißen technologisch nutzen. Die bei diesem Verfahren ablaufenden Bindevorgänge sind von besonderem Interesse, weil ihre Kenntnis Rückschlüsse auf die Grundlagen des Schweißens im festen Zustand zuläßt und weil darüber hinaus Beziehungen zu Nachbargebieten wie Reibung und Verschleiß, Sintern, Oberflächentechnik und Warmpreßschweißen bestehen.

In einem Gedankenmodell lassen sich die für eine Bindung zwischen zwei metallischen Partnern erforderlichen Bedingungen, wenn die Bindung bei Raumtemperatur ohne Anwendung von Druck, Verformung und Temperatur stattfinden soll, leicht formulieren: Spiegelbildlich gleiche Oberflächengestalt bis hinab zur atomaren Größenordnung von  $10^{-4}$   $\mu\text{m}$ , Abwesenheit von gasförmigen, flüssigen oder festen Fremdschichten auf diesen Oberflächen und das Vorhandensein wirksamer Oberflächenkräfte, die den im Inneren der Metalle vorhandenen Bindekräften entsprechen. Wären diese Bedingungen erfüllt, genügte das Aneinanderlegen der Teile, um eine vollkommene Verbindung zu erhalten, wobei das System in einen Zustand niedrigerer Energie überginge. Tatsächlich sind diese Bedingungen in der Regel nicht erfüllt. Die Oberflächen sind uneben und mit Fremdschichten bedeckt und es ergibt sich die Frage, wie man sich experimentell dem Gedankenmodell nähern kann, um dessen Richtigkeit beweisen und eine Bindung im festen Zustand bei Raumtemperatur ohne Wärmezufuhr und ohne Anwendung von Druck und Verformung realisieren zu können.

## 2. Untersuchungen an der Atmosphäre

Werden die Oberflächen der zu verbindenden Metalle mechanisch bearbeitet, um die vorhandenen Deckschichten zu beseitigen, so bilden diese sich augenblicklich neu. Sie sind jedoch zunächst dünn und reißen bei der gemeinsamen Verformung der Partner (Stauchen, Ziehen, Fließpressen) auf. In den freigelegten Bereichen können dann die atomaren Bindekräfte wirksam werden (Bild 1). Dabei schwankt die örtliche Oberflächenvergrößerung (Bild 2), die häufig als Maß für die zu erwartende Bindung herangezogen wird, erheblich.

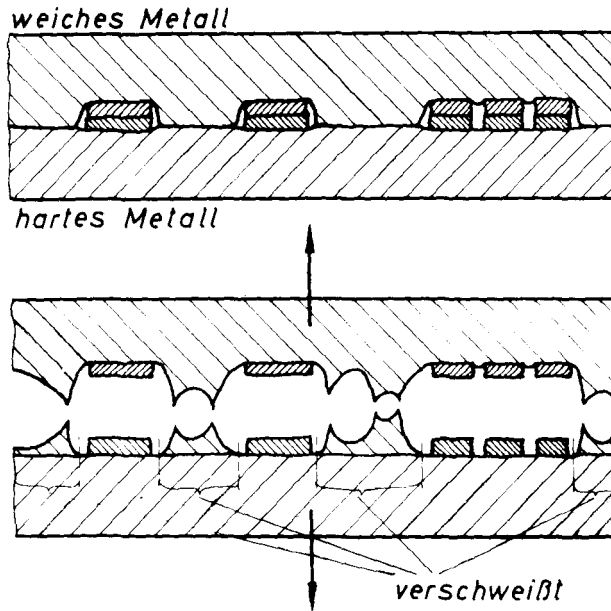


Bild 1

Modell einer Kaltpressschweißung eines weichen und eines harten Metalles mit je einer nicht verformungsfähigen Deckschicht

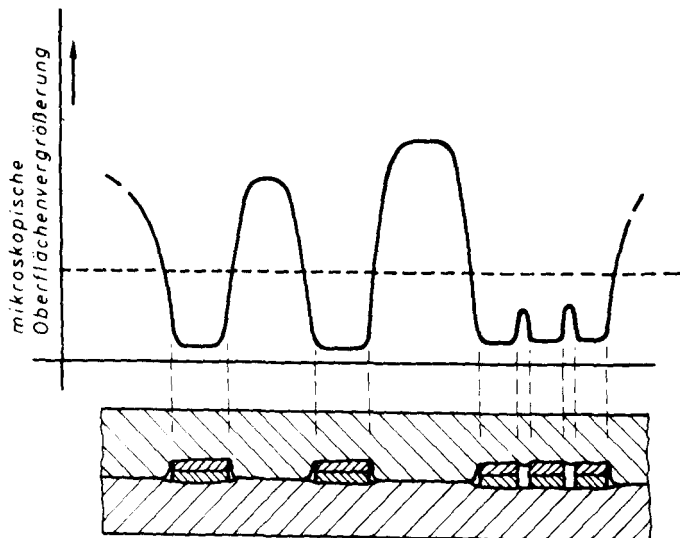


Bild 2

Mikro- und makroskopische Oberflächenvergrößerung bei einer Kaltpressschweißung

Die Kontaktflächen sind uneben, inhomogen und weisen einen uneinheitlichen Kaltverformungszustand auf. Da sich die gegenüber der Beanspruchungsrichtung unterschiedlich orientierten Kristalle verschieden stark plastisch verformen, ergibt sich ein weiterer Anteil zur Oberflächenrauigkeit, die nach Kienzle [1] etwa  $50\text{ }\mu\text{m}$  erreicht. Einige Größenordnungen kleiner ist die durch einzelne Abgleitungs-

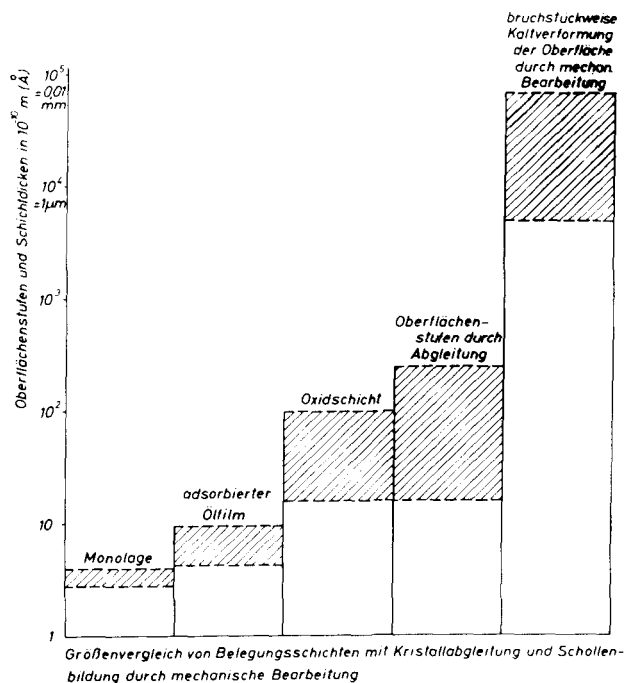


Bild 3

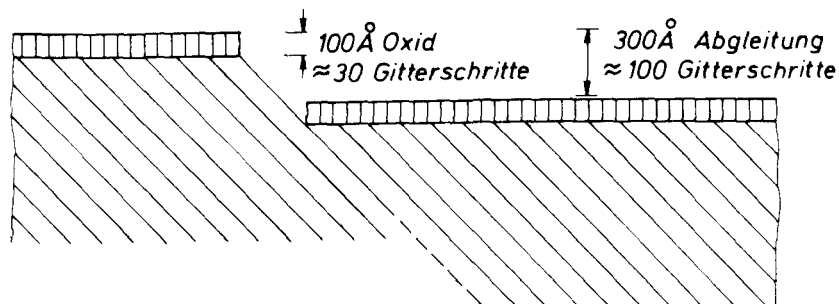


Bild 4

Örtliches Aufreißen einer Oxidschicht von  $100\text{ Å}$  an einer Abgleitung von  $300\text{ Å}$  (schematisch).

stufen verursachte Rauhmigkeit, in ihrer Dimension vergleichbar mit den durch chemische Reaktion, z. B. Oxidbildung, erzeugten Deckschichten. Eine weitere Größenordnung darunter finden sich physikalisch adsorbierte Monoschichten wie Gas- oder Ölfilme (Bild 3). Ein größerer Gleitschritt als Folge einer äußeren Beanspruchung während des Verformungsvorganges kann die Oxidschicht durchtrennen (Bild 4). Diese komplexe, von Metall zu Metall unterschiedliche Oberflächengestalt und -struktur, bestimmt an der Atmosphäre weitgehend die Neigung, bei Raumtemperatur Bindevorgänge zu ermöglichen.

### 3. Untersuchungen im Ultrahochvakuum

#### 3.1 Die Oberflächenbedeckung

Die einfachste Methode, deckschichtfreie Metalloberflächen zu erzeugen, ist nach Gilbreath [2] die Herstellung von Bruchflächen. Da deren Wiederbedeckung an der Atmosphäre jedoch unmittelbar nach ihrer Erzeugung wieder einsetzt, müssen die Bruchflächen im Ultrahochvakuum (UHV) bei etwa  $10^{-9}$  Torr entstehen. Hierzu diente eine im Rezipienten befindliche Kleinerzeißmaschine. Wird die Probe vor dem Zerreißen gekerbt, erhält man relativ ebene, metallisch reine Bruchflächen mit einer gegenüber atomaren Größenordnungen allerdings sehr großen Rauhmigkeit von etwa 0,05 mm (Bild 5). Nun sind in Werkstoffhohlräumen von nicht vakuum-

#### gekerbte Kupferprobe

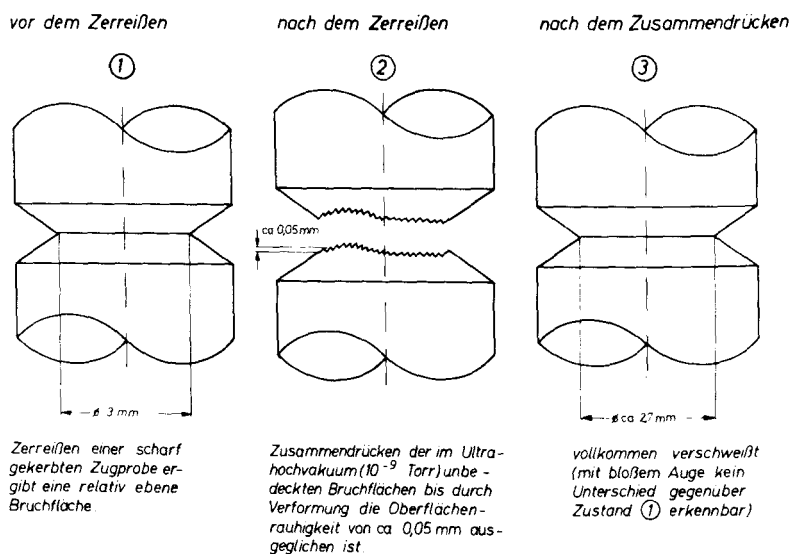


Bild 5

*Kaltpreßschweißen in Reinstgasen im Ultrahochvakuum*

entgasten Metallen Gase enthalten, die beim Bruch frei werden. Ihre Menge ist groß genug, um die frisch gebildeten Oberflächen mit dem Vielfachen einer Monoschicht zu belegen und es ergibt sich die Frage, ob sie eine Bindung behindern. Die beim Zerreißen der Proben im UHV freiwerdenden Gase wurden daher mittels eines Massenspektrometers analysiert. Der Ionisationsraum des sehr schnellen Quadrupol-Massenspektrometers wurde nur wenige Zentimeter von der Bruchfläche entfernt angeordnet, so daß die sehr geringen Mengen bis hinunter zu  $10^{-6}$  Normmillilitern innerhalb von Millisekunden direkt mit ihrem Gesamtspektrum – auch das im allgemeinen schwer nachzuweisende  $H_2O$  – oszillographisch aufgezeichnet werden konnten. Die Nachweisgrenze dieser neu entwickelten Analysenmethode liegt bei allerdings recht großer Unsicherheit bezüglich der quantitativen Aussage unter den bisher realisierbaren Werten für die Gasanalyse in Festkörpern. Sie beträgt z. B. für  $H_2$  in Eisen, Kupfer und Aluminium  $10^{-2}$  ppm bei noch dreifacher Peakhöhe über dem kontinuierlichen Grundniveau.

Durch Einlaß von Reinstgasen ließ sich der Einfluß der gleichen Gase auf die Bindung ermitteln. Bei ihrem Eintritt in den Rezipienten ist ein starker Anstieg des Restgasgehaltes zu beachten, der eine Folge des Bombardements des Getterwerkstoffes der UHV-Pumpen durch die eingelassenen Gasatome und -moleküle ist. Vorteilhaft ist dabei, daß der Getterwerkstoff Titan die besonders kritischen Gase wie  $O_2$  nicht meßbar freisetzt, so daß bestimmte Versuche sinnvoll bis zu der apparativ bedingten Grenze von 2 Torr durchgeführt werden konnten.

Die im UHV zerrissenen Proben wurden in der jeweils gewünschten Atmosphäre bei 1 min Belegungsdauer mit Anpreßdrücken in Höhe der auf den Kерб-querschnitt bezogenen Fließgrenze wieder zusammengefügt (Bild 4) und die Güte der Bindung durch anschließendes erneutes Zerreißen unter Bestimmung der Bruchlast ermittelt. Der Quotient aus Ausgangsfestigkeit und Verbundfestigkeit lieferte den Adhäsionskoeffizienten  $\alpha$ .

Wird bei Kupfer als Reinstgasatmosphäre Sauerstoff verwendet (Bild 6), so ergeben sich infolge hoher Adsorptionsenergie  $Q$  lange Verweilzeiten  $\tau$  und somit auch im UHV-Bereich vollständige Bedeckung (Bedeckungsgrad  $O = 1$ ). Dagegen sind bei den Reinstgasen Argon und Stickstoff wegen niedriger  $Q$ -Werte die Verweilzeiten um viele Größenordnungen kleiner, so daß sich auch bei hohen Gasdrücken von bis zu 2 Torr keine meßbare Bedeckung ergab ( $\alpha = 1$ ). Erst bei Verlängerung der Belegungszeit auf einige Minuten machte sich ein Abfall von  $\alpha$  bemerkbar. Ob dieser Abfall durch die Reinstgase selbst, durch in ihnen enthaltene Spuren von Verunreinigungen ( $< 1$  vpm) oder durch von Wänden und Getterpumpen freigesetzte Gase verursacht wird, läßt sich wegen des exponentiellen Zusammenhanges  $\tau = \tau_0 \exp Q/RT$  und wegen der sehr großen Unsicherheit bei der Übertragung von bekannten Werten für die Adsorptionsenergien auf die Verhältnisse an Bruchflächen-Monolagen nicht exakt entscheiden. Es kommt hinzu, daß eine direkte massenspektrometrische Überwachung der Rezipientenatmosphäre nur für Vakua  $< 10^{-4}$  Torr möglich ist. Für reinste käufliche Gase läßt sich über Ver-

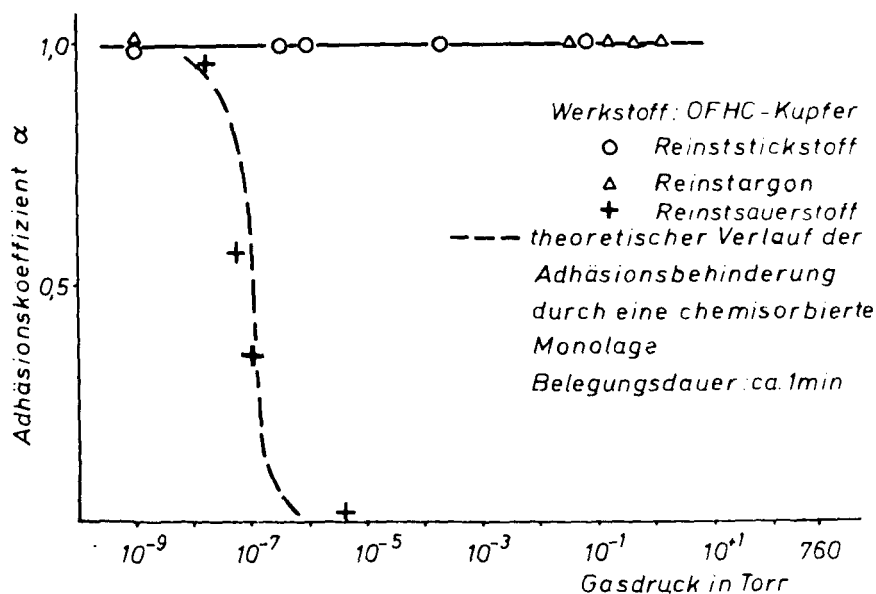


Bild 6

Kaltpreßschweißen in Reinstgasen bei physikalischer Adsorption und chemischer Bindung

unreinigungen  $< 1$  vpm nichts aussagen, da sie nicht meßbar sind. Schließlich sind in Bezug auf die Belegung mit einer Monoschicht bei Gasen mit hohen Adsorptionsenergien Druck und Zeit austauschbar, so daß üblicherweise das Produkt Torr  $\cdot$  s angegeben wird, das für eine Monoschicht den Wert von einigen  $10^{-6}$  hat. Diese Belegung ergibt sich aber bei Kupfer in Reinst- $N_2$  mit 1 vpm Sauerstoff bereits nach wenigen Sekunden.

Bei der Beurteilung von Monoschichten, die sich bei niedrigen Adsorptionsenergien und hohem Druck bilden könnten, ist zu bedenken, daß sie wahrscheinlich nicht in gleicher Weise die Bindung behindern wie bei hoher Adsorptionsenergie und niedrigem Druck gebildete Schichten, da die Gasatome längs der Oberfläche beweglicher sind. Außerdem entsprechen die bei Gasdrücken von  $10^2$  Torr zwischen den Rauigkeitsspitzen (z. B.  $R_t = 0,05$  mm) eingeschlossenen Gasmengen bereits der Zahl der Atome einer Monoschicht.

Die meisten Gase – außer Edelgase – verhalten sich metallspezifisch. Sie können mit einem metallunabhängigen Wert von  $Q$  physikalisch und mit stoffabhängigen Energien chemisch adsorbiert werden (Tabelle 1). So reagiert z. B. Reinstsauerstoff mit Kupfer wie beschrieben, während er von Gold nur physikalisch adsorbiert werden kann (hoher Adhäsionskoeffizient). Ebenso verhält sich Reinstwasserstoff bei Kupfer, während er bei Titan eine chemische Bedeckung hervorruft (niedriger Adhäsionskoeffizient).

Tabelle 1  
Zusammenhang zwischen Adsorptionsenergie  $Q$   
Verweilzeit  $\tau$  und Bedeckungsgrad  $\Theta$

	$Q$ kcal/mol	$\tau$ s	$\Theta$ bei bestimmten Gasdrücken in Torr			
			$10^{-8}$	$10^{-5}$	$10^{-2}$	$10^{+1}$
physikalische Adsorption He, H <sub>2</sub> , Ar, N <sub>2</sub> , O <sub>2</sub> , CH <sub>4</sub>	bis 0,1 5	$5 \cdot 10^{-10}$	$10^{-12}$	$10^{-9}$	$10^{-6}$	$10^{-3}$
physikalische Adsorption C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> , CO <sub>2</sub> , C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> , NH <sub>3</sub> , H <sub>2</sub> O	bis 7,5 14	$3 \cdot 10^{-8}$ $2 \cdot 10^{-3}$	$10^{-10}$ $10^{-5}$	$10^{-7}$ $10^{-2}$	$10^{-4}$ > 1	$10^{-1}$ > 1
physikalische Adsorption schwere Öle ( $M = 200-400$ )	bis 15 19					
Chemisorption und rein chemische Bindung	> 20	$4 \cdot 10^{+1}$	$10^{-1}$	> 1	> 1	> 1

Die Untersuchungen in Reinstgasen, verbunden mit der massenspektrometrischen Analyse der Gase in Festkörperhohlräumen, zeigten in allen Fällen, daß letztere die Verbundfestigkeit nicht meßbar beeinträchtigen.

### 3.2 Die Oberflächenangleichung

Bei Versuchen mit O<sub>2</sub>-belegten Kupfer-Bruchflächen zeigte sich ein überraschender Effekt. Belegungen mit mehr als einer Monoschicht ( $> 5 \cdot 10^{-6}$  Torr · s) führten bei kurzen Anpreßzeiten entsprechend Bild 6 zu Adhäsionskoeffizienten  $\alpha \approx 0,03$ . Wurde beim Kontaktieren der Anpreßdruck länger als etwa 10 s aufrecht erhalten, erhöhte sich  $\alpha$  auf etwa 0,2. Ob dieser Effekt auf denkbare Umlagerungen von Sauerstoffatomen oder auf noch nicht zur Ruhe gekommenes Fließen zurückgeht, ist noch nicht klar.

Langzeitmessungen zeigen (Bild 7), daß die plastische Oberflächenangleichung bei ruhender Belastung erstaunlich lange Zeit benötigt. Unabhängig davon, ob sich beide Flächen oder nur eine von beiden (z. B. Kupfer beim Eindringen eines Diamantkegels) verformt, verläuft die plastische Angleichung bei der Kontaktierung exponentiell

$$K_1 \cdot K_2 \cdot \tau$$

$$\Delta H = e$$

( $K_1$  = Lastfaktor,  $K_2$  = Formfaktor).

Rasterelektronenmikroskopische Beobachtungen von Kontaktierungsstellen zeigen, daß auch nach langen Anpreßzeiten noch zahlreiche kleine Bereiche vorhanden



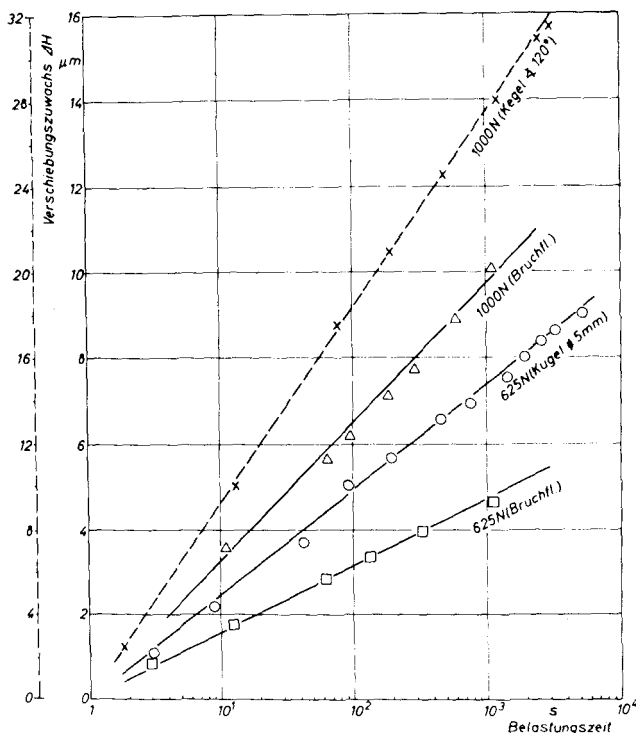


Bild 7

Zeitabhängige plastische Annäherung von rauen Kupfer-Bruchflächen  
bei unterschiedlicher Belastungsart

sind, in denen keine Berührung stattgefunden hat, verursacht durch Oberflächenverfestigung und den sich örtlich ausbildenden dreiachsigen Spannungszustand. Beides gemeinsam bewirkt, daß in diesen Bereichen Fließen erst dann auftritt, wenn die vorliegende Spannung  $\sigma_{F_3}$  überschreitet, wobei

$$\beta = \frac{\sigma_{F_3}}{\sigma_{F_1}} > \text{ca. } 3$$

( $\sigma_{F_3}$  = Fließgrenze bei dreiachsiger Beanspruchung,  $\sigma_{F_1}$  = Fließgrenze im einachsigen Zugversuch).

Die Angleichung rauher Oberflächen ist umso schwieriger, je steiler die Verfestigungskurve  $k_f = f(\varphi)$  ist (Bild 8). Je geringer die Verfestigung beim Einebnen der Rauigkeiten, umso größer ist die wahre Kontaktfläche und umso kleiner sind Zahl und Größe der Fehlstellen. Dies wird sehr deutlich bestätigt beim mehrfach nacheinander ablaufenden Kontaktieren und Zerreißen im UHV. Dabei wird ein rasches Absinken der Verbundfestigkeit bei Nickel und austenitischen Chromnickelstählen im Gegensatz zu Aluminium beobachtet (Bild 8). Das hierfür tatsächlich

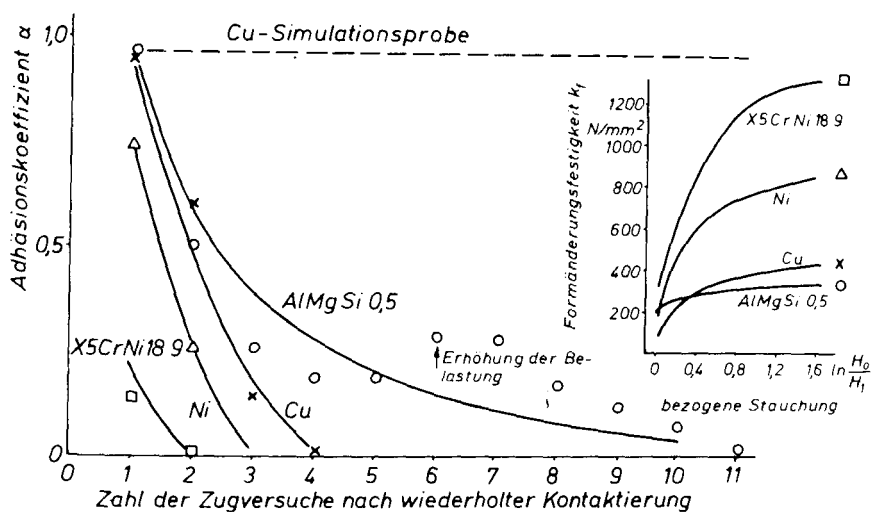


Bild 8

Zusammenhang zwischen Adhäsionskoeffizient bei Mehrfachkontaktierung und Formänderungsfestigkeit von UHV-kaltpreßgeschweißten Metallen

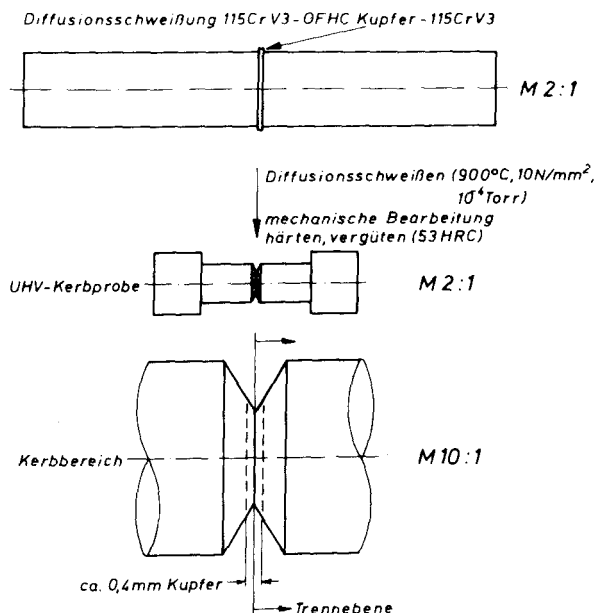


Bild 9

Herstellen einer UHV-Kupfer-Simulationsprobe durch Diffusionsschweißen von härtbarem Stahl mit Kupfer, für hohe Anpreßdrücke bis zum dreifachen Wert der Trennfestigkeit des Kupfers.

ausschließlich die Verfestigung verantwortlich ist, läßt sich durch das folgende einfache Experiment erhärten: Durch Diffusionsschweißen wird eine Kupferscheibe beidseitig an Proben aus härtbarem Stahl gebunden (Bild 9). Diese Simulationsprobe wird anschließend wie üblich gekerbt und im UHV mehrfach zerrissen und kontaktiert, wobei ohne wesentliche makroskopische Verformungen hohe Anpreßdrücke von  $1200 \text{ N/mm}^2 > 3 \sigma_{F_1}$  angewendet werden können. Als Ergebnis erhält man einen fast beliebig oft wiedererreichbaren Adhäsionskoeffizienten  $\alpha = 1$ .

Im geätzten metallographischen Schliff heben sich die plastisch verformten Bereiche von etwa  $50 \mu\text{m}$  Dicke gegenüber dem sich anschließenden ungestörten Gefüge deutlich ab. Bei passend gewählter Rekristallisationstemperatur, bei der nur die verformte Zone, nicht aber die Nachbarbereiche rekristallisieren (Bild 10), läßt sich durch Vergleich mit einer Keilprobe der Verformungsgrad im eingeebneten Rauigkeitsbereich bestimmen.

Bei Versuchen mit Proben, die beim Zerreißen Spaltbruchflächen bilden, ist im Schliff über Teilstrecken lichtmikroskopisch keinerlei plastische Verformung feststellbar und somit nicht zu erkennen, ob die Probe schon einmal getrennt war. Bei Einkristallversuchen mit Zink ist eine ebene, fast ideale Bruchebene zu erreichen

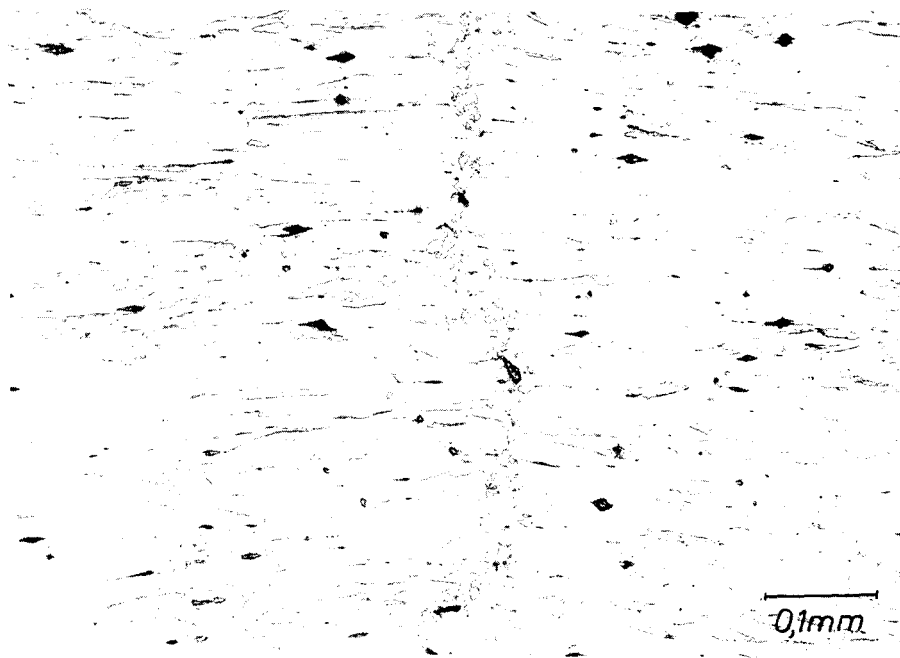


Bild 10  
Rekristallisierte Kontaktzone einer Kupfer-UHV-Kaltpreßschweißung  
(Ammoniumpersulfat)

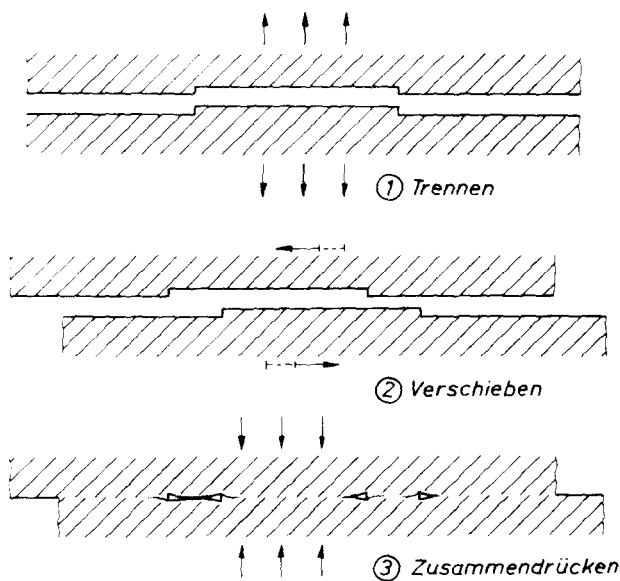


Bild 11

Entstehung von Fehlstellen beim Verschweißen von Spaltbruchflächen mit Stufen

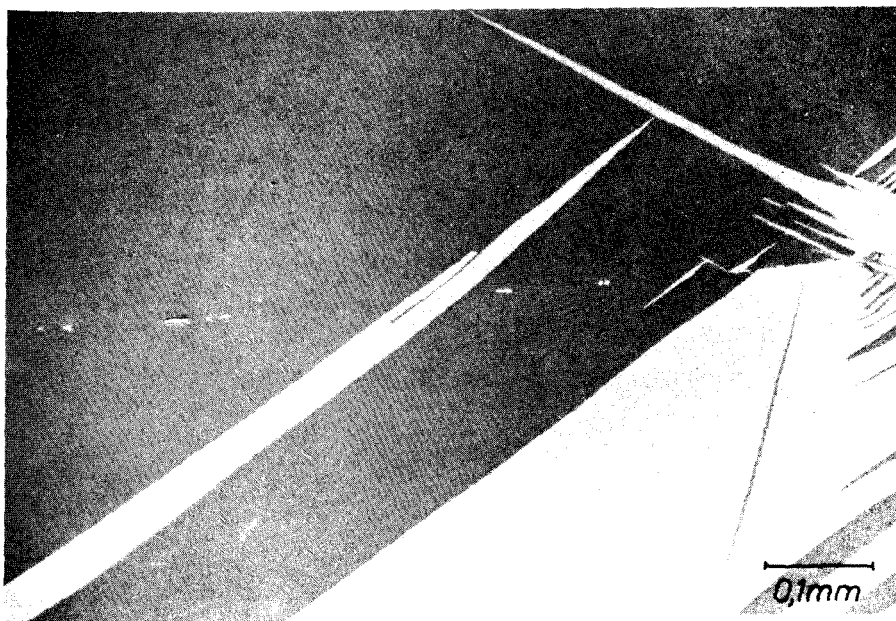
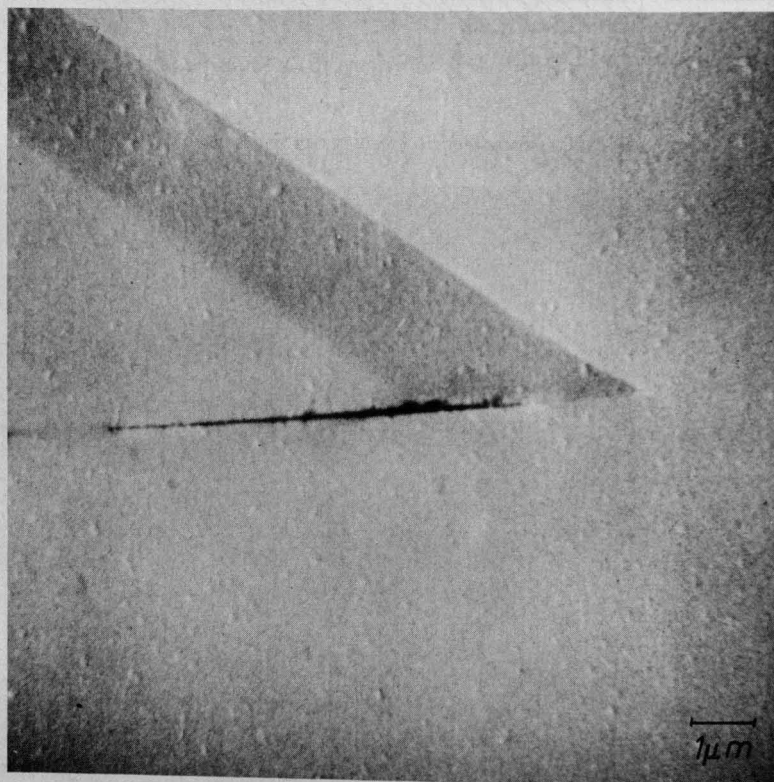


Bild 12

UHV-kaltpreßgeschweißter Zink-Einkristall  
(Schliff senkrecht zur Kontaktierungsebene, elektrolytisch poliert, polarisiertes Licht)

(Basisebene), mit der geringfügigen Einschränkung, daß der Bruch an einigen Stellen in eine andere (parallele) Ebene springt, wodurch sich Stufen  $< 0,5 \mu\text{m}$  ergeben. Allein durch die Stufen, die beim Kontaktieren infolge einer nie ganz vermeidbaren seitlichen Verschiebung entsprechend Bild 11 zu Fehlstellen führen, ist die Schweißebene markiert. Bild 12 zeigt den Teilbereich eines Schliffes senkrecht zur Schweißebene. Zwischen den Fehlstellen gibt es große Teilbereiche, wo auf Grund licht- ( $1000 \times$ ) und rasterelektronenmikroskopischer ( $10\,000 \times$ ) Betrachtung der chemisch polierten und geätzten Schliffoberfläche die Aussage zulässig ist, daß hier erstmalig das in der Einleitung definierte Gedankenmodell bewußt verwirklicht werden konnte. Die Fehljustierung entsprechend Bild 11 liegt hier zwischen  $5$  und  $10 \mu\text{m}$ . Deutlich sind im polarisierten Licht die Verformungs-(Rotations-)Zwillinge zu erkennen, die beim Kontaktieren durch eine, verglichen mit der Trennfestigkeit der Probe, relativ hohe Anpreßkraft verursacht worden sind. Die Zwillinge gehen fast immer unbeeinflusst von der ursprünglichen Trennung durch diese hindurch. Nur wenn wie in Bild 13 der Zwilling auf eine Fehlstelle trifft, endet er hier. Die



*Bild 13*

*Zinkprobe, entsprechend Bild 12, mit Zwilling und Fehlstelle, rechts:  
Beginn der vollkommenen Verschweißung (elektrolytisch und chemisch poliert –  
Rasterelektronenmikroskop)*

Kaltpreßschweißung eines artgleichen Metalles bei gleicher Gitterorientierung der Partner besitzt also nicht die Eigenschaft, einen Zwilling zu stoppen, wie dies i. a. bei einer Korngrenze der Fall ist.

Eine Fehljustierung entsprechend Bild 11, die bei Einkristallen unproblematisch ist, führt bei Vielkristallen mit Spaltbruchflächen (z. B. Armco-Eisen) dann zu ähnlich großen Verformungen wie bei duktilen Bruchflächen (z. B. Kupfer), wenn sie die Größe der in den Körnern unterschiedlich orientierten Spaltebenen übersteigt. Eine sehr gute Justierung ist bei der sogenannten Lotprobe möglich. Dieser interessante Versuch, der nicht auf ein UHV angewiesen ist, beruht darauf, daß eine Stahlprobe von einem auch bei der Temperatur von flüssigem Stickstoff duktilen Lotmantel (z. B. Cu) umgeben ist, der den bei schlagartiger Beanspruchung spröde brechenden Stahlkern vor Luftzutritt abschirmt und gleichzeitig die Hälften vor einer größeren Verschiebung bewahrt. In metallographischen Schliffen von spröde gebrochenen, gut justierten und wieder kontaktierten Stahlproben ist im elektro-polierten Zustand der Verlauf der nicht geradlinigen Trennebene nur mit Mühe, stellenweise überhaupt nicht zu lokalisieren.

Mit Hilfe einer solchen Armco-Eisen-Probe gelang es erstmals, elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen von einer Kaltpreßschweißnaht anzu-

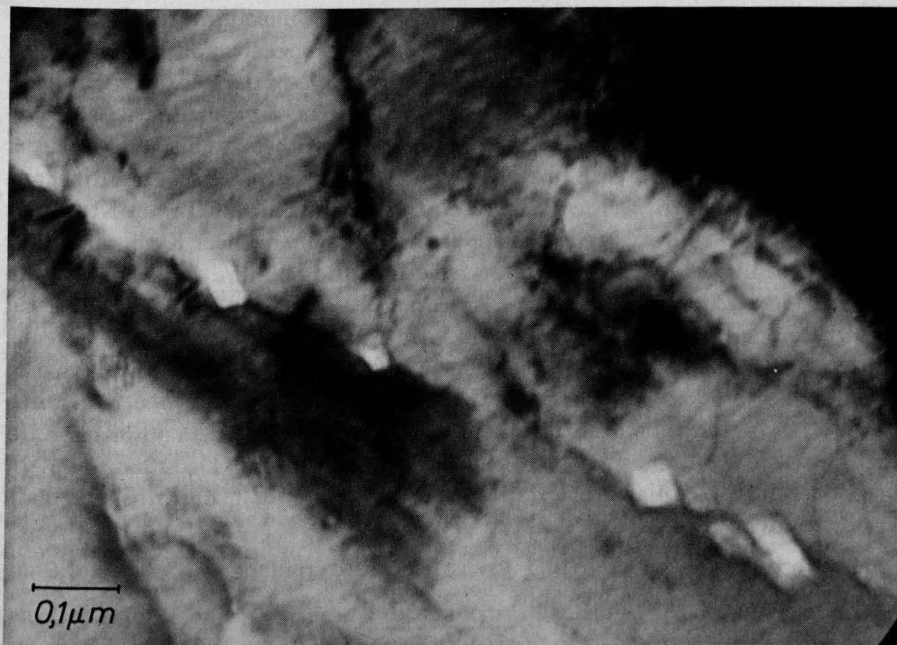


Bild 14

*Armcoeisen-UHV-Kaltpreßschweißung mit punktförmigen Fehlstellen  
(elektronenmikroskopische Durchstrahlung)*

fertigen. Daß dies früher nicht gelang, liegt daran, daß beim üblichen Kaltpreßschweißen an der Atmosphäre wegen der starken Verformungen die ursprüngliche Naht kaum zu lokalisieren ist. Die Aufnahmen lassen nur streckenweise eine korngrenzenähnliche Struktur erkennen (Bild 14), die jedoch unterschiedlich stark ausgeprägt ist und häufig ganz verschwindet (die Gitterorientierung ist auf beiden Seiten gleich). Eine Anhäufung von Versetzungen in der Nähe der Naht ist i. a. nicht festzustellen. Charakteristisch sind kleine lochartige Fehlstellen mit einer Länge von etwa 250 Å, die in uneinheitlichen Abständen in der Größenordnung von 1 µm auftreten. Ob es sich dabei um Fehlstellen durch Stufen entsprechend Bild 11 handelt oder, was wegen der recht konstanten Größe wahrscheinlicher ist, um Abgleitungsstufen wie in Bild 4, die beim Kontaktieren auf nur einer Probenhälfte entstanden sind, ist nicht sicher.

#### 4. Auswirkungen der Fehlstellen in der Kaltpreßschweißnaht auf die Verbundfestigkeit von duktilen und sprödbrechgefährdeten Metallen

Bei der Kaltpreßschweißung von duktilen kubisch-flächenzentrierten Metallen läßt sich ab einem bestimmten Fehleranteil in der Schweißfläche eine mit dem Anwachsen der Fehler stetig abnehmende Verbundfestigkeit feststellen. Bild 8 gab hierfür für ein deutliches Beispiel. Bei jenen Versuchen wurde die Verbundfestigkeit allerdings unter der extremen Prüfbedingung eines fast unendlich scharfen Außenkerbs ermittelt. Hier überlagern sich die Spannungskonzentrationen von Außenkerb und nahegelegenen Innenkerben. Zwar werden die in der Mitte der Schweißfläche liegenden Mikrokerben entlastet, für den Eintritt des Gesamtbruches ist jedoch maßgebend, wann die ersten Mikrobrüche zwischen Außenkerb und der nächstgelegenen ebenfalls sehr scharf gekerbten Fehlstelle auftreten. Der Riß kann nicht mehr aufgefangen werden, da sich die Spannungsbedingungen am Kerb nicht ändern, wohl aber der tragende Gesamtquerschnitt abnimmt. Der Kerbradius einer Fehlstelle beim Kaltpreßschweißen ist nahezu null, weil ihre Höhe beim Kontaktieren, insbesondere bei belegten Flächen (z. B. Oxidschicht), im Verhältnis zur Ausdehnung in der Schweißfläche extrem klein wird. Bild 15 zeigt die Mikrofehler kettenartig aus der Sicht der elastischen und elastisch-plastischen Bruchmechanik. Diesbezüglich gibt es keinen grundsätzlichen Unterschied zwischen den beschriebenen UHV-Versuchen ohne makroskopische Verformung und dem normalen Kaltpreßschweißen an Atmosphäre, bei dem die Fehlstellen durch Deckschichtreste wie in Bild 1 und durch flache oberflächennahe Einschlüsse, d. h. durch belegte, nicht verschweißte Bereiche gegeben sind.

Im vorliegenden Beispiel (Bild 15) ist eine Rißverteilung von  $c/w = 0,6$  abzulesen. Entsprechend der Beziehung

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi \cdot c} \cdot \sqrt{\frac{2w}{2c} \cdot \tan \frac{\pi \cdot c}{2 \cdot w}}$$

nach Westergaard [3] beträgt die Erhöhung (zweiter Wurzelausdruck) des Spannungsintensitätsfaktors als Folge der vorliegenden Kerbform 1,2. Im realen Fall

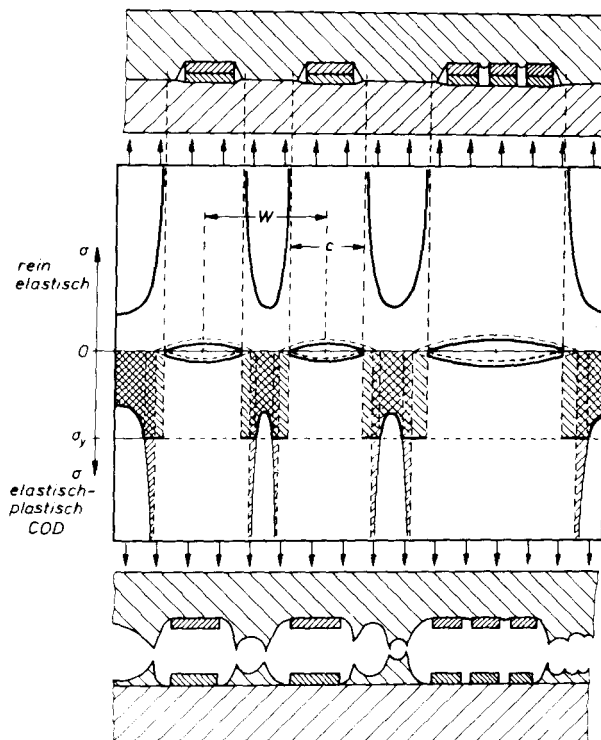


Bild 15

*Bruchmechanikmodell einer Kaltpreßschweißung*

der plastischen Rißspitzenverformung (z. B. COD-Modell) kann dies im Zusammenhang mit der durch Eigenspannungen und erhöhte Kaltverfestigung in der Kontaktzone angehobenen Spannung  $\sigma_{F_3}$  eine große Rolle spielen, insbesondere bei einem sprödebruchgefährdeten Stahl, der Spaltbruchflächen zu bilden vermag. UHV-Versuche sowie normale Kaltpreßschweißungen an Atmosphäre mit unlegiertem Stahl sprechen auf Grund der unbefriedigenden Schweißergebnisse für diese Annahme. Die Ergebnisse der Versuche im UHV zeigen, daß die ungenügende Schweißneigung weniger darauf beruht, daß – wie bislang angenommen – bei Versuchen an Atmosphäre die Deckschichten so zäh sind, daß sie beim Umformen nicht aufreißen; vielmehr treten ähnlich wie bei anderen Metallen zunächst örtliche Verschweißungen auf. Infolge des im Sinne der Bruchmechanik ungünstigen Zusammentreffens von verminderter Rißzähigkeit (hohe Kaltverfestigung) und scharfen Kerben können besonders beim Vorhandensein von äußeren scharfen Kerben schon bei kleinen Probenbelastungen in der Kerbzone örtliche große plastische Verformungen erzwungen werden, die nicht ertragen werden und so zu einer (instabilen) Rißaus-



breitung führen. Beim normalen Kaltpreßschweißen treten diese Belastungen schon bei der elastischen Rückfederung nach Beendigung des Umformvorganges auf. Bei UHV-Versuchen ohne makroskopische Verformung lassen sich die geschweißten Proben bei abgearbeitetem Außenkerb hoch beanspruchen, wobei kein großer Unterschied zwischen Kontaktflächen besteht, deren Mikrostruktur duktil oder als Spaltbruchfläche vorliegt. Die Schweißungen versagen oberhalb der Fließgrenze des verwendeten, nur mäßig kaltverfestigten Grundwerkstoffes nach ca. 3 % plastischer Verformung spröde im Schweißnahtbereich. Dieser Wert wurde bei der Dreipunktbiegeprüfung schon bei einem sehr kleinen Biegewinkel erreicht. Der Zugversuch besitzt demgegenüber eine geringere Aussagekraft.

### 5. Zusammenfassung

Untersuchungen im Ultrahochvakuum haben gezeigt, daß das Gedankenmodell – eine Schweißung bei Raumtemperatur ohne Wärmezufuhr und Anwendung von Druck – annähernd realisierbar ist, wenn fremdschichtfreie Spaltbruchflächen gleicher Orientierung in gegenseitigen Kontakt gebracht werden. Durch Experimente in Reinstgasen läßt sich die Wirkung der Adsorption einer Monoschicht überprüfen. Das Festigkeitsverhalten von Kaltpreßschweißungen wird von örtlichen Kerben bestimmt, deren Einfluß sich über bruchmechanische Überlegungen abschätzen läßt.

### Literatur

- [1] Kienzle, O., Mietzna, K.: Mikrogeometrische Veränderungen der Oberfläche bei Kaltumformvorgängen. Forschungsberichte des Landes Nordrhein-Westfalen, Nr. 812 (1960).
- [2] Gilbreath, W. P.: Definition and evaluation of parameters which influence the adhesion of metals; adhesion or cold welding of materials in space environment. ASTM STP 431 Am. Soc. Testing Mats., 1967.
- [3] Westergaard, H. M.: Bearing pressures and cracks. J. appl. Mech. 6 (1939) Nr. 2, S. 49–53.